

⑫特許公報(B2)

昭56-24693

⑬Int.Cl.³

識別記号

庁内整理番号

⑭公告 昭和56年(1981) 6月 8日

C 21 D 3/06

7217-4K

6/00

7047-4K

C 22 C 38/48

CBA

6339-4K

発明の数 1

(全4頁)

1

2

⑮溶接性の改良された耐熱鋳鋼品の製造法

⑯特 願 昭50-110744

⑰出 願 昭50(1975)9月10日

公 開 昭52-33820

⑱昭52(1977)3月15日

⑲発 明 者 杉谷純一

枚方市大字中宮1163番地の1久保
田鉄工株式会社枚方鋳鋼工場内

⑳発 明 者 葭本輝夫

枚方市大字中宮1163番地の1久保
田鉄工株式会社枚方鋳鋼工場内

㉑出 願 人 久保田鉄工株式会社

大阪市浪速区船出町2丁目22番地

㉒代 理 人 弁理士 安田敏雄

㉓特許請求の範囲

1 重量%で、C 0.25～0.35%、Si 1.5%
以下、Mn 1.5%以下、Cr 23～26%、Ni
23～26%、Nb 1.0～2.0%残部実質的に
Fe よりなる耐熱鋳鋼材鋳造品を凝固完了後に脱
水素処理することを特徴とする溶接性の改良され
た耐熱鋳鋼品の製造法。

発明の詳細な説明

本発明は優れた溶接性を有するように改良され
た0.3C-24Cr-24Ni-1.5Nb型耐熱
鋳鋼の提供に関する。

従来の0.3C-24Cr-24Ni-1.5Nb型耐熱
鋳鋼は優れた高温強度を有する一方において溶接
性の劣っていることが大きな欠点であつた。

この低溶接性の原因として従来挙げられてきた
事項は、上記耐熱鋳鋼が、汎用されているHK-
40材(ASTM A351, 0.4C-25Cr-20Ni
型鋳鋼)に比し低Cの完全オーステナイト鋼であ
るため析出炭化物が少なく従つて鋳造ミクロ組織
が大となり、この結晶粒の粗大化に伴う粒界面
積の減少が酸化物等の低融点化合物の粒界濃化を

促進して高温割れの発生を容易にするものである
ということと、低Cであり更にNb含有のため、
その溶製時においてHK-40材等より酸素その
他のガスを吸収しやすく酸化物等の低融点化合物
5 を多く含有するようになることである。

従つて従来では、0.3C-24Cr-24Ni-
1.5Nb型の耐熱鋳鋼において良好な溶接性を確
保するためには、その溶湯を強制脱酸し母材の含
有酸素量を低下させる必要があると考えられてい
10 たのであり、上記強制脱酸による溶接性の改良に
は特に強力な強制脱酸と、Si系化合物の粒界濃
化を防止する意味でSi量を0.5%以下に制限す
ることによりはじめて有効な溶接性の改良効果が
認められたのである。しかしながらこのようにし

15 て溶接性を向上させたものであつてもなお溶接割
れ感受性が敏感であり、アークが安定で母材への
ヒートショックの少ない自動TIG溶接によると
きは良好な溶接継手が得られるものゝ、アーク電
圧のばらつく手動TIG溶接では溶接性の良否が
20 安定せず、成分、溶接施行方法共に充分管理され
た条件下で製造されていても溶接性に関しては再
現性に乏しく工業的生産では問題があつた。つま
り溶接性に極めて悪影響を与えるとされていた酸
素を充分除去し、Si量を厳しく制限してもなお

25 上述の欠点を有することは酸素以外に溶接性を著
しく劣化させる因子のあることを示すもので、本
発明者らはこれを追求した結果、前記耐熱鋳鋼中
に残存する水素がその溶接性に最も悪影響を及ぼ
すものであることを知見したのであつて、本発明
30 はこの知見に基づき、手動TIG溶接によつても
優れた溶接結果が常に安定して得られるところの
0.3C-24Cr-24Ni-1.5Nb型耐熱鋳鋼を提
供する目的を以つてなされたものであり、その特
徴とするところは、C 0.25～0.35%、Si
35 1.5%以下、Mn 1.5%以下、Cr 23～26%、
Ni 23～26%、Nb 1.0～2.0%、残部実質
的にFeよりなる耐熱鋳鋼材鋳造品を凝固完了後

3

脱水素処理してなる点にある。

以下本発明を詳述するに当り、先ず本発明者らが知見した水素による溶接性の劣化作用について説明すると、本発明材は前記のようにNbを含むものであり、Nbにおける水素の溶解度は特に大きく、溶解材料としての純Nb、あるいはFe-Nb合金中には既にかなりの水素が含有されており、従つてこのようなNb添加材料を使用した溶湯は水素濃度が高く、同溶湯の凝固時に溶解している水素の一部は放出されるものゝ、大部分は組織中の欠陥部に残留し、この残留水素が溶解時に粒界でガス化して粒界割れを発生せしめるのである。

以上のことから本発明は0.3C-2.4Cr-2.4Ni-1.5Nb型の耐熱鋳鋼に含をれる水素を減じて溶接性を改良しようとするものであり、その手段として既に鋳造された鋳造品を脱水素処

4

するのである。

上記鋳造品の脱水素処理は鋳造品を真空ないしは極低圧雰囲気中で脱水素可能な温度に適宜時間保持することによつて容易に行うことができるのであつて、たとえば高周波誘導真空脱ガス炉を用いることによつてこのような処理は容易であり、前記の本発明材組成範囲の鋳鋼を、通常条件で溶製、鋳造した鋳造品を常温に冷却して後、上記高周波誘導真空脱ガス炉により、温度600~900℃、真空度0.3~10 torrで1時間保持する脱水素処理を行つたところ極めて良好な脱水素効果とそれに伴う充分満足すべき溶接性を得られたのであり、下表にこの実施例とTiによる強力な脱酸ならびにSiを0.5%以下とした従来材を比較して掲げた。すなわち№1及び2が上記の従来材であり、№3及び4が本明の実施例である。

5

6

No	母材						母材の脱H処理	H分析値 (ppm)	溶接				条件			溶接性	備考		
	形状	化学成分(%)							溶接法	溶接棒	溶接電圧(V)		溶接電流(A)		特記すべき条件				
		C	Si	Mn	Cr	Ni					Nb	初層	2層目以後	初層				2層目以後	
1	1.52φ(DD) × 11.8φ(ID)	1.28	0.39	1.15	24.40	24.35	1.60	無	11.7	—	手動 TIG	母材と同一成分範囲 2.4φ, 3.2φ	1.2~13	13~20	80~90	170以下	—	不良	従
2	同上	同上	同上	同上	同上	同上	同上	無	〃	—	〃	〃	1.2~13	13~17	80~90	150以下	層間温度を常温度(室温)まで下げる	やや良	来
3	同上	同上	同上	同上	同上	同上	同上	有	〃	2.3	〃	〃	1.2~13	13~20	80~90	170以下	—	良	本
4	同上	0.30	0.82	0.91	24.05	24.80	1.63	有	10.8	2.1	〃	〃	1.2~13	13~20	80~90	170以下	—	良	発明

注、 1) 開先形状 5R×30°、ルート16t
 2) 母材の脱H処理条件……(600~900℃)×1h 保持 真空度 0.3~10 torr

7

上表から明らかなように従来材はTiによる強力な脱酸を行い、かつSiを常に0.5%以下としてSi系化合物の粒界濃化に対する配慮をしてもなお良好な溶接性が得られず、Si 0.5%以上のときは手動TIG溶接は不可能であるのに対し、本発明材は良好な溶接性を示し、 Fe 4のように0.5%を超えるSi量の場合でも十分な溶接性を確保することができるのである。

このことは鋳造品の脱水素処理による水素の悪影響除去が、Si系化合物の粒界濃化による悪影響を軽減する効果を発揮しているのである。しかしSiが1.5%を超えると上記効果は急激に失われ溶接性が劣化すると共に、シグマ相も生成しやすくなり材質の脆化を招来する傾向を有するようになるのであつて、本発明でSi 1.5%以下とした理由がここにある。但しSi以外は従来材の成分範囲と同様であつて本発明材は組成的には従来の0.3C-2.4Cr-2.4Ni-1.5Nb型耐熱鋳鋼である。

なお上表の実施例は通常条件による溶製材であるが、従来の強力脱酸剤による強制脱酸を施した

8

鋳造品を脱水素処理してもよく、また溶接開先部のみを加熱して局部的脱水素処理も可能であり、このようにした鋳造品も勿論本発明の範疇に入るものである。

5 以上のように本発明の耐熱鋳鋼は従来の0.3C-2.4Cr-2.4Ni-1.5Nb型耐熱鋳鋼の低溶接性を大巾に改良してアーク電圧のばらつく手動TIG溶接によつても良好な溶接が安定して行えるのであり、その溶製も従来に比して容易となり、またSi範囲増大により溶鋼の流動性確保も容易な利点を有し、更に鋳造品として後脱水素処理を行うとしたことは、溶湯に対しての脱水素処理、たとえば真空溶解によるそれよりも低温度で容易に処理できる点において、また溶湯に脱水素剤を加える方法に比しては脱水素剤による溶湯の汚染のない点並びに省資源の見地から脱水素剤不要の点において優れるのであつて、石油化学工業向炉内反応管、鉄鋼熱処理関連設備用遠心鋳造管及び置注鋳造品等高温強度を要求されかつ溶接構造用に使用される部材々料として極めて有用であり、本発明の工業的価値は著大である。